

日本国特許庁
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出願年月日 2001年11月7日
Date of Application:

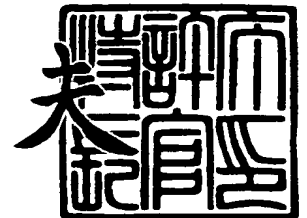
出願番号 特願2001-342151
Application Number:
[ST. 10/C]: [JP2001-342151]

出願人 住友金属工業株式会社
Applicant(s):

2003年11月26日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

今井 康



出証番号 出証特2003-3097757

【書類名】 特許願

【整理番号】 S1X5098P

【あて先】 特許庁長官殿

【国際特許分類】 C22C 38/00
C21D 6/00

【発明者】

【住所又は居所】 大阪府大阪市中央区北浜 4 丁目 5 番 3 3 号 住友金属工業株式会社内

【氏名】 西畑 敏伸

【発明者】

【住所又は居所】 大阪府大阪市中央区北浜 4 丁目 5 番 3 3 号 住友金属工業株式会社内

【氏名】 小嶋 啓達

【発明者】

【住所又は居所】 大阪府大阪市中央区北浜 4 丁目 5 番 3 3 号 住友金属工業株式会社内

【氏名】 今井 和仁

【特許出願人】

【識別番号】 000002118

【住所又は居所】 大阪府大阪市中央区北浜 4 丁目 5 番 3 3 号

【氏名又は名称】 住友金属工業株式会社

【代理人】

【識別番号】 100081352

【住所又は居所】 東京都中央区日本橋本町 4 丁目 4 番 2 号 東山ビル 広瀬内外特許事務所

【弁理士】

【氏名又は名称】 広瀬 章一

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 000365

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 図面 1

【物件名】 要約書 1

【包括委任状番号】 9708159

【プルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 熱間プレス用鋼板およびその製造方法

【特許請求の範囲】

【請求項 1】 質量%で、C：0.08～0.45%、Mnおよび／またはCr合計で0.5～3.0%を含有する鋼板に、Fe含有量が5～80質量%であるFe-Zn合金から成りかつZn付着量が10～90g/m²であるZnめっき層を有することを特徴とする熱間プレス用鋼板。

【請求項 2】 前記鋼板が、さらに、質量%で、Si：0.5%以下、P：0.05%以下、S：0.05%以下、Ni：2%以下、Cu：1%以下、Mo：1%以下、V：1%以下、Ti：1%以下、Nb：1%以下、Al：1%以下、およびN：0.01%以下から成る群から選んだ1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項 1 に記載の熱間プレス用鋼板。

【請求項 3】 前記鋼板が、さらに、質量%で、B：0.0001～0.004%を含有することを特徴とする請求項 1 または 2 に記載の熱間プレス用鋼板。

【請求項 4】 鋼板に、連続溶融亜鉛めっきラインにて、溶融亜鉛めっきと合金化処理を行う溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法において、連続溶融亜鉛めっきラインでの最高加熱温度がAc₁点未満であり、合金化処理温度が500℃以上、Ac₁点以下であることを特徴とする請求項 1～3 のいずれかに記載の熱間プレス用鋼板の製造方法。

【請求項 5】 鋼板に、連続溶融亜鉛めっきラインにて、溶融亜鉛めっきと合金化処理を行う溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法において、連続溶融亜鉛めっきラインでの最高加熱温度がAc₁点以上のとき、当該最高加熱温度から500℃までの平均冷却速度を鋼の臨界冷却速度未満とし、合金化処理温度が500℃以上、Ac₁点、以下であることを特徴とする請求項 1～3 のいずれかに記載の熱間プレス用鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、自動車のボデー構造部品、足回り部品等を始めとする機械構造部品

等の製造に使用される熱間プレス用鋼板に関する。

【0002】

【従来の技術】

近年、自動車の軽量化のため、鋼材の高強度化を図り、使用重量を減ずる努力が進んでいる。しかし、自動車に広く使用される薄鋼板においては、鋼板強度の増加に伴って、プレス成形性が低下し、複雑な形状を製造することが困難になってきている。具体的には、延性が低下して加工度が高い部位で破断が生じる、スプリングバックや壁反りが大きくなり寸法精度が劣化するという問題が発生する。従って、高強度、特に780MPa級以上の鋼板を用いて、プレス成形で部品を製造することは容易ではない。プレス成形ではなくロール成形によれば、高強度の鋼板の加工が可能であるが、長手方向に一樣な断面を有する部品にしか適用できない。

【0003】

一方、英国公開特許公報1490535で示されているように、加熱した鋼板をプレス成形する熱間プレスと呼ばれる方法では、鋼板が高温で軟質、高延性になっているため、複雑な形状を寸法精度よく成形することが可能である。さらに、鋼板をオーステナイト域に加熱しておき、金型内で急冷することにより、マルテンサイト変態による鋼板の高強度化が同時に達成できる。

【0004】

このように熱間プレスは優れた成形方法であるが、800～1000℃といった高温に加熱することが必要なため、鋼板表面が酸化するという問題が生じる。このとき生じる鉄酸化物からなるスケールがプレス時に脱落して金型に付着して生産性が低下したり、あるいはプレス後の製品にそのようなスケールが残存して外観が不良となるという問題がある。しかも、このようなスケールが製品に残存すると、次工程で塗装する場合に鋼板と塗膜の密着性が劣り、耐食性の低下を招く。そこで熱間プレス成形後は、ショットブラスト等のスケール除去処理が必要となり、コスト増は免れない。また加熱時にそのようなスケールを形成させないために合金鋼やステンレス鋼を用いても、スケール発生は完全に防止できないばかりか、普通鋼に比較し大幅なコスト増となる。また加熱時の雰囲気とプレス工程全体

を非酸化性雰囲気にする 것도 理論的に有効であるが、設備上大幅なコスト増になる。

【0005】

このような問題を解決すべく、特開2000-38640号公報では、熱間成形時に耐酸化抵抗性を持たせるためにアルミニウム被覆した鋼板を提案しているが、このような鋼板も普通鋼と比較した場合、大幅なコスト増となる。

【0006】

このような事情から、今日でも熱間プレスが十分に活用されていないのが現状である。

特開2000-144238号公報および特開2000-248338号公報には、常法により成形した部品の一部を、高周波誘導加熱した後に急冷し、鋼板を変態強化させる技術が開示されている。これらは、防錆のために亜鉛系被膜を有する鋼板を用いているが、加熱による亜鉛の消散を抑制するため、加熱温度を850℃以下にしたり、加熱時間を短時間にするという制約がある。850℃以下の加熱では、オーステナイト単相にならないため、焼入後のマルテンサイト体積率が少なくなり、高強度が得られない。短時間の加熱では、セメンタイトが完全に溶解できなくて固溶炭素が少なくなり、焼入後の強度が不足するという問題も考えられる。

【0007】

これらの技術を熱間プレスに適用することを考えると、短時間で加熱、急冷を行うことは設備的に困難をとまなう。さらに、高温で加工を受けたときの、皮膜の損傷については不明である。したがって、これらの技術をそのまま熱間プレスに転用しても、高強度かつ耐食性に優れた部材を得ることは難しい。

【0008】

【発明が解決しようとする課題】

本発明の課題は、熱間プレス法により高強度部品が製造でき、かつスケール生成抑制のために特段の工程や設備を増やすことなく成形後の耐食性も確保できる、安価な熱間プレス用鋼板とその製造方法を提供することである。

【0009】

【課題を解決するための手段】

本発明者らは、鋼板の表面処理によってスケール生成を防止すべく鋭意検討の結果、Zn-Fe合金皮膜の存在がスケール防止に有効であるとの知見を得た。

【0010】

一般にこれらの合金相の融点は約800℃以下であるため、熱間プレスに必要な800～1000℃という温度に加熱するとZn-Fe合金被膜層（以後、めっき層と呼称する）が溶融して表面より蒸発・消失し、熱間プレスに有害な鉄系酸化物からなるスケール（以後、単にスケールと呼称する）が発生すると考えられた。

【0011】

しかし、本発明者らは、予想外にも、めっき層の初期Fe質量%、つまりめっき層のFe含有量およびめっき付着量を適正化することにより、めっき層の蒸発・消失を防止し、同時にスケール生成が抑制されることを見出した。そのメカニズムは次のように考えられた。

【0012】

適正化されためっき層を有する鋼板を加熱すると、めっき層表面にZnO層が加熱段階で全面に形成されるためZnの蒸発が抑制される。また素地鋼板とめっき層の間でFeとZnの相互拡散が起こり、その結果、めっき層中のFe質量%が増加して、Fe-Zn合金層が形成される。つまり、適正化されためっき層を有する鋼板を加熱すると、表面から順にZnO層、Fe-Zn合金層、素地鋼板の3層構造が得られ、熱間プレスに有害なスケールは形成されない。

【0013】

このZnO層が表面に全面形成されるまでは、ZnO層形成とZn蒸発が競合するため、めっき層の初期Fe質量%が低くて融点が低い場合には、FeとZnの相互拡散が十分進まずZnの蒸気圧が高くなるためZnO層が全面に形成される前にZnが蒸発し、スケール生成が抑制できない。一方、めっき層の初期Fe質量%が高い場合には、ZnO層が全面に形成されづらくなり、下層のFe-Zn合金層が酸化され、スケールが生成しやすくなる。まためっき付着量が少ない場合には、ZnO層が十分に形成されないためスケール発生が抑制されず、めっき付着量が多い場合には、ZnO層は十分に形成されるが、FeとZnの相互拡散が十分進まず溶融亜鉛層が残存するため、プレス時に金型が汚染される。

【0014】

以上より、予め、めっき層の初期Fe質量%およびめっき付着量を適正化することで、スケールの生成を抑制しつつ熱間プレスを行うことができる。

なお、このZnO 層は薄く、剥離して害を与えることはない。また、塗装密着性を阻害することもないことは確認している。

【0015】

以上のような知見に基づき完成させた本発明は、次の通りである。

(1) 質量%で、C：0.08～0.45%、Mnおよび／またはCr合計で0.5 ～3.0 %を含有する鋼板に、Fe含有量が5 ～80質量%であるFe-Zn合金から成りかつZn付着量が10～90g/m²であるZnめっき層を有することを特徴とする熱間プレス用鋼板。

【0016】

(2) 前記鋼板が、さらに、質量%で、Si：0.5 %以下、P：0.05%以下、S：0.05%以下、Ni：2 %以下、Cu：1 %以下、Mo：1 %以下、V：1 %以下、Ti：1 %以下、Nb：1 %以下、Al：1 %以下、およびN：0.01%以下から成る群から選んだ1種または2種以上を含有することを特徴とする上記(1) に記載の熱間プレス用鋼板。

【0017】

(3) 前記鋼板が、さらに、質量%で、B：0.0001～0.004 %を含有することを特徴とする上記(1) または (2)に記載の熱間プレス用鋼板。

(4) 例えば常法により熱間圧延、またはさらに冷間圧延を行って得た鋼板に、連続溶融亜鉛めっきラインにて、溶融亜鉛めっきと合金化処理を行う製造方法において、連続溶融亜鉛めっきラインでの最高加熱温度鈍がAc₁ 点未満であり、合金化処理温度が500 ℃以上、Ac₁ 点以下であることを特徴とする上記(1) ～(3)のいずれかに記載の熱間プレス用鋼板の製造方法。

【0018】

(5) 鋼板に、連続溶融亜鉛めっきラインにて、溶融亜鉛めっきと合金化処理を行う溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法において、連続溶融亜鉛めっきラインでの最高加熱温度がAc₁ 点以上のとき、当該最高加熱温度から500 ℃までの平均冷却速度を鋼の臨界冷却速度未満とし、合金化処理温度が500 ℃以上、Ac₁ 点、以下で

あることを特徴とする請求項1～3のいずれかに記載の熱間プレス用鋼板の製造方法。

【0019】

【発明の実施の形態】

次に、本発明において、鋼組成、めっき組成および製造時の加熱条件を各範囲に限定した理由について説明する。本明細書において合金元素についての「％」は「質量％」を表す。

【0020】

1. 素地鋼板成分について

鋼板の化学組成については、以下のように規定する。

C：0.08～0.45％

Cは、鋼板の焼入れ性を高めかつ熱間プレス後強度を決定する重要な元素である。しかしC含有量が0.08％未満では、その効果は十分ではなく、一方でC含有量が0.45％を超えると靱性劣化や溶接性劣化を招く。より望ましいC含有量は0.1～0.3％である。

【0021】

Mnおよび／またはCr（合計）：0.5～3.0％

MnおよびCrは、鋼板の焼入れ性を高めかつ熱間プレス後の強度を安定して確保するために、非常に効果のある元素である。しかし（Mnおよび／またはCr）の合計含有量が0.5％未満ではその効果は十分ではなく、一方で（Mnおよび／またはCr）合計含有量が3.0％を超えるとその効果は飽和し、逆に安定した強度確保が困難となる。より望ましい（Mnおよび／またはCr）の合計含有量は0.8～2.0％である。

【0022】

本発明によれば、熱間プレスによる焼入れ性を確保することができればよく、そのためには、上述のように、C、MnおよびCrの含有量が規定されるだけで十分である。

【0023】

本発明の好適態様にあつては、さらに強度を高めるために、あるいは、それら

を一層安定して実現するために、次のようにその添加元素を規定する。

Si : 0.5 % 以下、P : 0.05% 以下、S : 0.05% 以下、Ni : 2 % 以下、Cu : 1 % 以下、Mo : 1 % 以下、V : 1 % 以下、Ti : 1 % 以下、Nb : 1 % 以下、Al : 1 % 以下、N : 0.01% 以下

これらの元素も、鋼板の焼入れ性を高めかつ熱間プレス後強度の安定確保に効果の有る元素である。しかし、上限値を超えて含有させてもその効果は小さく、かついたずらにコスト増を招くため、各合金元素の含有量は上述の範囲とする。

【 0 0 2 4 】

ただし、P、S については不可避免的に存在することがあり、またSiおよび／またはAlについては脱酸材として添加されることもある。

B : 0.0001 ~ 0.004 %

B は、鋼板の焼入れ性を高め、かつ熱間プレス後強度の安定確保効果をさらに高める重要な元素である。しかし、B 含有量が 0.0001% 未満ではその効果は十分ではなく、一方で B 含有量が 0.004 % を超えるとその効果は飽和し、かつコスト増を招く。より望ましい B 含有量は 0.0005 ~ 0.002 % である。

【 0 0 2 5 】

2. Fe-Zn 合金層（めっき層）について

Fe 質量% : 5 ~ 80%

めっき層中の初期 Fe 含有量を適正化することで、大気中で加熱しても熱間プレスに有害なスケール生成を前述のように抑制することができる。めっき層の初期 Fe 質量% が低くて融点が高い場合には、Fe と Zn の相互拡散が十分進まず Zn の蒸気圧が高くなるため ZnO 層が全面に形成される前に Zn が蒸発し、スケール生成が抑制できない。一方、めっき層の初期 Fe 質量% が高い場合には、ZnO 層が全面に形成されづらくなり、下層の Fe-Zn 合金層が酸化され、スケールが生成しやすくなる。望ましい範囲は 10 ~ 30% である。さらに望ましい範囲は 13 ~ 20% である。

【 0 0 2 6 】

ここに、「初期」というのは、加熱による ZnO 生成に先立ってという意味であり、具体的には、熱間プレスに際して行われる加熱に先立ってという趣旨である。

【0027】

なお、めっき層のFeおよびZn以外の組成には特に制限はなく、Al、Mn、Ni、Cr、Co、Mg、Sn、Pbなどの合金元素をその目的に応じて適宜量添加しためっき層であってもよい。その他原料等から不可避免的に混入することがあるBe、B、Si、P、S、Ti、V、W、Mo、Sb、Cd、Nb、Cu、Sr等のうちのいくつかが含まれることもある。

【0028】

かかるめっき層は通常鋼板表面に直接設けられているが、かかるめっき層と鋼板表面との間に他のめっき層等が介在していてもよい。まためっき層は通常両面に設けられるが、他の面が熱間プレスに有害でない予備処理層、あるいは保護層を有している限り、片面だけに本発明にかかる上述のめっき層を設けてもよい。めっき付着量について

めっき付着量：Zn重量に換算し、鋼板片面あたり10～90g/m²

めっき付着量を適正化することで、大気中で加熱しても熱間プレスに有害なスケール生成を前述のように抑制することができる。めっき付着量が少ない場合には、ZnO層が十分に形成されないためスケール発生が抑制されず、めっき付着量が多い場合には、ZnO層は十分に形成されるが、FeとZnの相互拡散が十分進まず溶融亜鉛層が残存するため、プレス時に溶融亜鉛層が飛散して金型が汚染される。より望ましい範囲は20～80g/m²である。

【0029】

3. 製造方法について

本発明にかかる鋼板は、熱間プレスの際にオーステナイト域またはオーステナイト域近傍に加熱され、その温度域でプレス成形される。したがって、加熱前の室温での機械的性質は重要ではなく、加熱前の金属組織については特に規定しない。つまり、めっき前の素地鋼板として熱延鋼板または冷延鋼板のいずれを使用してもよく、いわゆる鋼板であればよく、その製造方法については限定しない。しかし、生産性の観点から、好適な製造方法を以下に述べる。

【0030】

熱間圧延：

熱間圧延は、常法により行えばよく、圧延の安定性の観点から、オーステナイト域で行うことが好ましい。巻取温度が低いと、マルテンサイト組織となって強度が上昇し、連続溶融亜鉛めっきラインの通板や、冷間圧延が困難になる。一方、巻取温度が高いと、酸化スケールが厚くなり、引き続き行う酸洗の効率が低下したり、また、酸洗を行わず直接めっきする場合は、めっき密着性が劣化する。したがって、巻取温度は、500 ～600 ℃が好ましい。

【0 0 3 1】

冷間圧延：

冷間圧延は、常法によっておこなう。本発明の鋼板は炭素量が多いため、過度の圧下率で冷間圧延するとミルの負担が大きくなる。また、加工硬化により冷間圧延後の強度が高くなりすぎると、亜鉛めっきラインにて、コイル接続時の溶接強度やライン通板能力が問題となる。したがって、圧下率は80%以下が好ましく、70%以下がさらに好ましい。

【0 0 3 2】

なお、冷間圧延を行うとそれだけコスト増となるので、熱間圧延で製造可能な板厚、板幅の鋼板については、冷間圧延を省略し、熱間圧延ままの鋼板を用いるのが好ましい。

【0 0 3 3】

亜鉛めっき：

本発明にかかるめっき鋼板のめっき層の形成は、溶融亜鉛めっき、電気めっき、溶射、蒸着等、その方法は限定されない。また、鋼帯を連続処理してもよいし、切り板単体で処理してもよい。一般には、生産効率に優れた連続溶融亜鉛めっきラインを用いるのが好ましい。したがって、以下に連続溶融亜鉛めっき方法について説明する。

【0 0 3 4】

通常の連続溶融亜鉛めっきラインは、加熱炉、冷却ゾーン、溶融亜鉛浴、合金化炉が連続して配置されている。本発明においては、素地鋼板の金属組織を特に限定しないので、加熱炉および冷却ゾーンにおけるヒートパターンは特に限定されない。しかしながら、本発明にかかる鋼板は炭素量が高く、焼きが入り易い成分

であるため、ライン中で非常に高強度の鋼板になる恐れがある。通板の容易性、製造可能範囲（板厚、板幅）を考慮して、鋼板が過度に高強度にならないヒートパターンが好ましい。

【0035】

最大加熱温度：

溶融めっきに先立って行う加熱に際して、加熱炉における加熱温度が Ac_1 点未満の場合、加熱中に鋼板の回復、再結晶が起こり、加熱前と比較し強度は低下する。したがって、通板性に問題を生じることはない。炉の加熱エネルギーを節約する観点からは、めっき性を阻害しない範囲で、低温で加熱することが好ましい。

【0036】

一方、最大加熱温度が Ac_1 点以上の場合、加熱中に鋼板の回復、再結晶が起きるとともに、オーステナイト相が出現し、その後の冷却条件によっては、高強度の変態生成相が形成される。

【0037】

冷却速度：

溶融めっき浴は通常460℃程度に保持されており、加熱された鋼板はめっき浴温度にまで冷却される。このとき加熱温度が Ac_1 点未満の場合、冷却速度は金属組織に影響しないので、任意の速度で冷却して良い。

【0038】

Ac_1 点以上に加熱してオーステナイトが生じた場合、冷却速度が速すぎると、オーステナイトがベイナイトまたはマルテンサイト主体の組織に変態し、鋼板の強度が高くなるので好ましくない。具体的には、最高加熱温度から、500℃までの平均冷却速度を、臨界冷却速度以下にすることが好ましい。

【0039】

なお、この臨界冷却速度の測定方法は、後述する実施例にてさらに具体的に説明する。

臨界冷却速度は、鋼板の焼入性の指標として用いるものであり、マルテンサイト単相組織を生じる冷却速度である。上述の条件で冷却された鋼板に少量のベイ

ナイトまたはマルテンサイトが含まれていたとしても、本発明の製造方法の効果が否定されるものではない。しかしながら、できるだけ低強度にして通板性を高めるという観点からは、冷却速度をできるだけ遅くし、マルテンサイトを形成しないことが好ましい。

【0040】

溶融亜鉛めっき：

常法により、溶融した亜鉛および亜鉛合金めっき浴に鋼板を浸漬して引き上げればよい。めっき付着量の制御は引き上げ速度やノズルより吹き出すワイピングガスの流量調整により行われる。

【0041】

合金化処理温度：

溶融亜鉛めっき処理を行ったのち、ガス炉、誘導加熱炉等で再加熱することにより行われ、めっき層と素地鋼板との間で金属拡散が行われ合金化が進行する。

【0042】

本発明によりめっき層中の初期Fe質量%を5～80%に高めるためには、500℃以上で合金化することが望ましい。合金化温度が500℃未満では合金化速度が遅いため、ライン速度を低下させる必要が生じて生産性を阻害したり、合金化炉を長くする等の設備的対応が必要となる。合金化温度が高いほど、合金化速度が速くなるが、 Ac_1 点以上の合金化温度では、上述した最大加熱温度の場合と同じ理由により鋼板が高強度化してしまう。好ましい範囲は、550～650℃である。

【0043】

後処理：

Feめっき等の後処理は、必要に応じて適宜行えばよい。後処理としてめっきを行ったときは溶融めっき層との合計で、本発明で規定する条件を満たせばよい。通常、後処理でのめっき付着量は少量であるので、本発明の本質に影響しない。

【0044】

調質圧延：

鋼板の平坦矯正、表面粗度の調整のために、調質圧延を行ってもよい。

4. 熱間プレスについて

本発明にかかる鋼板の熱間プレス成形は特に制限はなく、通常行われているプレス成形を熱間にて行えばよい。すなわち、 Ac_3 点以上に加熱した鋼板を、臨界冷却速度以上で冷却できる方法で成形すれば、母材成分で決定される最高強度が得られる。

【0045】

【実施例】

(実施例1)

表1に示した組成の鋼を実験室で溶製し、スラブとなした。このスラブを1200℃にて30分加熱した後、900℃以上で熱間圧延を行い、板厚3.2mmの鋼板とした。熱間圧延後は、550℃まで水スプレー冷却したのち炉に装入し、550℃で30分保持した後、20℃/時で室温まで徐冷することにより、熱間圧延後の巻き取り工程をシミュレートした。熱延板は、酸洗によりスケールを除去した後、冷間圧延にて板厚1.0mmとした。この素地鋼板の切板に、めっきシミュレータを用いて溶融亜鉛めっきを施し、その後、合金化処理を行った。まためっき層のFe含有量を変化させているが、これは合金化処理温度(500～800℃)や時間(30分以下)を変化させることにより行った。

【0046】

幅50mmの短冊に切断した鋼板を大気雰囲気中の加熱炉内で850℃×3分加熱して、加熱炉より取り出し、このままの高温状態でハット形状に熱間プレス成形を行った。このときの金型は、パンチ幅50mm、パンチ肩R5mm、ダイ肩R5mm、成形深さ25mmで実施した。またプレス後のハット立壁部中央について、ビッカース硬度測定(荷重9.8N、測定数:10)も行った。なお、本実施例においては、鋼板の温度はほぼ2分で850℃に到達していた。

【0047】

このようにして得られた熱間プレス成形品について、下記要領で、成形後の外観、塗膜密着性、塗装後耐食性(以後、耐食性と呼称する)をそれぞれ評価した。

【0048】

(1) 成形後の外観

鉄系酸化物からなる有害なスケール形成の有無を評価し、スケールが形成された場合には×、形成されなかった場合には○とした。またプレス金型への残存溶融亜鉛層の飛散による汚染有無を評価し、金型汚染が無かった場合には○、金型汚染があった場合には×とした。

【0049】

(2) 塗膜密着性試験

本例で得た片ハット成形品から切り出した試験片に、日本パーカライズング（株）製PBL-3080で通常の化成処理条件により燐酸亜鉛処理したのち関西ペイント製電着塗料GT-10 を電圧200Vのスロープ通電で電着塗装し、焼き付け温度150℃で20分焼き付け塗装した。塗膜厚みは20 μ mであった。試験片を50℃のイオン交換水に浸漬し240 時間後に取り出して、カッターナイフで1mm幅の碁盤目状に傷を入れ、ニチバン製のポリエステルテープで剥離テストを行い、塗膜の残存マス数を比較し、塗膜密着性を評価した。なお、全マス数は100 個とした。評価基準は残存マス数90～100 個を良好：評価記号○、0～89個を不良：評価記号×とした。

【0050】

(3) 塗装後耐食性試験（耐食性試験）

塗膜密着性試験と同様の方法で塗装した後、試験片の塗膜にカッターナイフで素地に達するスクラッチ傷を入れ、JIS Z2371 に規定された塩水噴霧試験を480 時間行った。傷部からの塗膜膨れ幅もしくは錆幅を測定し、塗装後耐食性を評価した。評価基準は錆幅、塗膜膨れ幅のいずれか大きい方の値で0mm以上～4mm未満を良好：評価記号○、4mm以上を不良：評価記号×とした。

【0051】

以上の結果をまとめて表1に示す。

【0052】

【表1】

| 鋼種 No. | C | Si | Mn | P | S | Cu | Ni | Cr | Mo | V | Ti | Nb | Al | B | N | 片面あ たりの Zn付着 量 (g/m ²) | めっき 層中の Fe含有 量 (%) | 鉄系 酸化物 形成 | 金型汚染 | 塗膜密着性 | 耐食性 | 熱間ブ レス後 の平均 硬度 (Hv) | 備考 |
|-----------|------|------|------|-------|-------|-----|-----|------|------|------|------|------|------|--------|-------|--|--------------------------------|-----------------|------|-------|-----|---------------------------------|----|
| | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| 1 | 0.08 | 0.04 | 2.00 | 0.012 | 0.001 | — | — | 0.48 | — | — | — | — | 0.04 | — | 0.002 | 11 | 30 | ○ | ○ | ○ | ○ | 342 | |
| 2 | 0.10 | 0.05 | 1.13 | 0.021 | 0.005 | — | — | — | — | — | — | — | 0.04 | 0.0001 | 0.002 | 31 | 25 | ○ | ○ | ○ | ○ | 361 | |
| 3 | 0.12 | 0.02 | 1.51 | 0.010 | 0.002 | — | — | — | — | — | 0.03 | — | 0.04 | 0.0006 | 0.003 | 57 | 5 | ○ | ○ | ○ | ○ | 378 | |
| 4 | 0.15 | 0.49 | 2.04 | 0.007 | 0.001 | — | — | 0.47 | 0.17 | — | 0.06 | — | 0.04 | 0.0001 | 0.005 | 60 | 20 | ○ | ○ | ○ | ○ | 410 | |
| 5 | 0.18 | 0.48 | 1.47 | 0.009 | 0.001 | — | — | — | — | — | — | — | 0.02 | 0.0001 | 0.006 | 89 | 10 | ○ | ○ | ○ | ○ | 431 | |
| 6 | 0.21 | 0.25 | 1.20 | 0.008 | 0.002 | — | — | 0.20 | — | — | 0.02 | — | 0.05 | 0.0007 | 0.005 | 61 | 18 | ○ | ○ | ○ | ○ | 479 | |
| 7 | 0.27 | 0.11 | 1.50 | 0.001 | 0.001 | — | — | 0.20 | — | — | — | — | 0.03 | 0.0016 | 0.001 | 54 | 10 | ○ | ○ | ○ | ○ | 517 | |
| 8 | 0.31 | 0.20 | 1.49 | 0.012 | 0.003 | 0.1 | 0.2 | 0.06 | — | 0.03 | 0.01 | 0.03 | 0.02 | 0.0001 | 0.005 | 52 | 13 | ○ | ○ | ○ | ○ | 557 | |
| 9 | 0.33 | 0.11 | 1.53 | 0.001 | 0.001 | — | — | 0.21 | — | — | — | — | 0.04 | 0.0015 | 0.001 | 51 | 15 | ○ | ○ | ○ | ○ | 568 | |
| 10 | 0.42 | 0.20 | 1.20 | 0.010 | 0.001 | — | — | — | — | — | 0.01 | — | 0.03 | 0.0001 | 0.003 | 48 | 20 | ○ | ○ | ○ | ○ | 675 | |
| 11 | 0.21 | 0.25 | 1.20 | 0.008 | 0.002 | — | — | 0.20 | — | — | 0.02 | — | 0.05 | 0.0007 | 0.005 | * | * | × | ○ | × | × | 未評価 | |
| 12 | 0.21 | 0.25 | 1.20 | 0.008 | 0.002 | — | — | 0.20 | — | — | 0.02 | — | 0.05 | 0.0007 | 0.005 | 5 | 8 | × | ○ | × | × | 未評価 | |
| 13 | 0.21 | 0.25 | 1.20 | 0.008 | 0.002 | — | — | 0.20 | — | — | 0.02 | — | 0.05 | 0.0007 | 0.005 | 100 | 13 | ○ | × | × | × | 未評価 | |
| 14 | 0.21 | 0.25 | 1.20 | 0.008 | 0.002 | — | — | 0.20 | — | — | 0.02 | — | 0.05 | 0.0007 | 0.005 | 59 | 4 | × | ○ | × | × | 未評価 | |
| 15 | 0.21 | 0.25 | 1.20 | 0.008 | 0.002 | — | — | 0.20 | — | — | 0.02 | — | 0.05 | 0.0007 | 0.005 | 12 | 95 | × | ○ | × | × | 未評価 | |

*:めっき層なし

【0053】

本発明例である鋼種No.1～10では、鉄系酸化物の形成状況、金型汚染、塗膜密着性および耐食性ともに良好な結果であった。一方、比較例である鋼種No.11～15では、鉄系酸化物の形成状況、金型汚染、塗膜密着性および耐食性を同時に満足できるものはなかった。

【0054】

(実施例2)

表1の鋼種No.6に示した組成の鋼を実験室で溶製し、スラブとした。このスラブを1200℃にて30分加熱した後、900℃以上で熱間圧延を行い、板厚3.2mmの鋼板とした。熱間圧延後は、550℃まで水スプレー冷却したのち炉に装入し、550℃で30分保持した後、20℃/時で室温まで徐冷することにより、熱間圧延後の巻き取り工程をシミュレートした。熱延板は、酸洗によりスケールを除去した後、冷間圧延にて板厚1.0mmとした。この鋼板に、焼鈍シミュレーターを用いて、溶融亜鉛めっきラインを模擬した熱履歴を与えた。具体的な熱履歴は、図1および表2に示す。熱処理後の鋼板の断面ビッカース硬度（荷重49N、測定数：5）を測定した結果も、表2に併せて示す。

【0055】

また、この鋼の焼き入れ性の指標として、臨界冷却速度を測定した。熱延板から直径3.0mm、長さ10mmの円柱試験片を切り出し、大気中で950℃まで100℃/分の昇温速度にて加熱し、その温度で5分間保持したのち、種々の冷却速度で室温まで冷却した。その後、得られた試験片のビッカース硬度測定（荷重49N、測定数：5）および組織観察を行った。また、加熱、冷却中の試験片の熱膨張変化を測定することにより、Ac₁点およびAc₃点を測定した。

【0056】

950℃からの冷却速度が速いほど硬度は上昇し、ある冷却速度（臨界冷却速度）以上ではほぼ一定になった。また、臨界冷却速度以上ではほぼマルテンサイト単相組織を示した。表1の鋼種No.6の鋼成分の臨界冷却速度は、17℃/sであった。Ac₁点、Ac₃点はそれぞれ、728℃、823℃であった。

【0057】

次に、表2の結果をみると、最高加熱温度が Ac_1 点未満、すなわち728℃未満の場合、温度の上昇に伴って鋼板は回復、再結晶して硬度が低下している（番号2-1、2-2）。最大加熱温度からめっき浴までの冷却速度の影響は小さい（番号2-9、2-10）。一方、最高加熱温度が Ac_1 点以上の場合、冷却速度が速いと硬度が上昇している（番号2-3～2-8、2-11～16）。さらに、合金化温度が Ac_1 点より高い場合は（番号2-18、2-20）、硬度が上昇している。本発明範囲の条件の場合は、いずれも硬度(Hv)が200以下であり、良好な通板性が確保できる。

【0058】

【表2】

| 番号 | 最高加熱温度 (℃) | 冷却速度 (℃/秒) | 合金化温度 (℃) | ビッカース 硬度 | 備考 |
|------|---------------|---------------|--------------|-------------|------|
| 2-1 | 650 | 8 | 560 | 198 | 本発明例 |
| 2-2 | 700 | 8 | 560 | 187 | 本発明例 |
| 2-3 | 740 | 8 | 560 | 179 | 本発明例 |
| 2-4 | 760 | 8 | 560 | 177 | 本発明例 |
| 2-5 | 780 | 8 | 560 | 165 | 本発明例 |
| 2-6 | 800 | 8 | 560 | 164 | 本発明例 |
| 2-7 | 820 | 8 | 560 | 154 | 本発明例 |
| 2-8 | 840 | 8 | 560 | 158 | 本発明例 |
| 2-9 | 650 | 30 | 560 | 197 | 本発明例 |
| 2-10 | 700 | 30 | 560 | 193 | 本発明例 |
| 2-11 | 740 | 30 | 560 | 204 | 比較例 |
| 2-12 | 760 | 30 | 560 | 207 | 比較例 |
| 2-13 | 780 | 30 | 560 | 212 | 比較例 |
| 2-14 | 800 | 30 | 560 | 219 | 比較例 |
| 2-15 | 820 | 30 | 560 | 233 | 比較例 |
| 2-16 | 840 | 30 | 560 | 244 | 比較例 |
| 2-17 | 700 | 8 | 700 | 185 | 本発明例 |
| 2-18 | 700 | 8 | 740 | 215 | 比較例 |
| 2-19 | 840 | 8 | 700 | 164 | 本発明例 |
| 2-20 | 840 | 8 | 740 | 215 | 比較例 |

【 0 0 5 9 】

【発明の効果】

以上説明してきたように、本発明によれば、安価なめっき鋼板を用いて熱間プレスを行うことで、加熱炉の雰囲気制御設備が不要となるほか、プレス成形時の鉄系酸化物の剥離処理工程も不要となり生産工程を簡素化できコスト削減を図ることができる。また犠牲防食効果のある亜鉛めっき層を有するためプレス成形製品の耐食性も向上する。

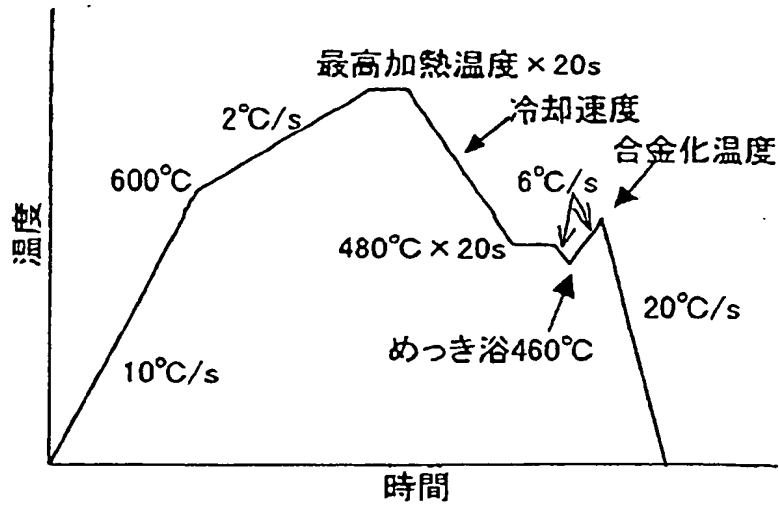
【図面の簡単な説明】

【図 1】

連続溶融亜鉛めっきラインを模擬する熱履歴の模式図である。

【書類名】 図面

【図 1】



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 熱間プレス法により高強度部品が製造でき、かつスケール抑制のために特段の工程や設備を増やすことなく成形後の耐食性も確保できる安価な技術を提供する。

【解決手段】 質量%で、C：0.08～0.45%、Mnおよび／またはCr合計で0.5～3.0 %を含有し、かつ残部Feおよび不可避免の不純物からなる鋼板表層に、Fe質量%が5～80%であるFe-Zn合金を設けかつZn付着量が片面あたり10～90g/m²であるようにする。

【選択図】 図 1

認定・付加情報

| | |
|---------|----------------|
| 特許出願の番号 | 特願 2001-342151 |
| 受付番号 | 50101644718 |
| 書類名 | 特許願 |
| 担当官 | 第五担当上席 0094 |
| 作成日 | 平成13年11月 8日 |

< 認定情報・付加情報 >

【提出日】 平成13年11月 7日

次頁無

特願 2 0 0 1 - 3 4 2 1 5 1

出 願 人 履 歷 情 報

識別番号

[0 0 0 0 0 2 1 1 8]

1 . 変更年月日

1 9 9 0 年 8 月 1 6 日

[変更理由]

新規登録

住 所

大阪府大阪市中央区北浜 4 丁目 5 番 3 3 号

氏 名

住友金属工業株式会社